

Министерство образования и науки РФ

ФГАОУ ВПО «Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»

УДК

УТВЕРЖДАЮ
Проректор по науке
_____ Кружаев В.В.
«__» _____ 2013

ОТЧЕТ

О НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКОЙ РАБОТЕ

В рамках выполнения п.2.1.1.1 Плана реализации мероприятий Программы развития
УрФУ на 2013 год

ПО ТЕМЕ:

«Исследование влияния различных температурно-временных параметров термической
обработки на структурные и фазовые превращения, а также формирование комплекса
свойств при нагреве закаленных водородсодержащих сплавов на основе
орторомбического алюминид титана Ti_2AlNb »

(Заключительный)

Зав.кафедрой

(подпись, дата)

А.А. Попов

Научный руководитель

(подпись, дата)

А.А. Попов

Исполнитель

(подпись, дата)

О.Г. Хаджиева

Екатеринбург 2013

Реферат

1. ФИО автора (ов): Хаджиева Ольга Георгиевна / Khadzhieva Olga.

2. Аннотация:

В работе исследованы фазовые и структурные превращения, протекающие старении титанового сплава на основе О- фазы. Обнаружено формирование особого типа расположения (ферм) пластин О- фазы, образующихся в ходе $\beta \rightarrow O$ превращения. С помощью ПЭМ исследована стадийность трансформации структуры в ходе $\alpha_2 \rightarrow O$ - превращения, предложена схема протекания превращения. Оценены микродюрометрические характеристики исследуемого сплава, полученные после различных режимов старения.

Phase transformations during ageing of titanium alloy on the base of O-phase have been investigated. A special type of mutual arrangement of O-plates as a result of $\beta \rightarrow O$ -transformation has been revealed. A vicissitude of structure transition in the course of $\alpha_2 \rightarrow O$ -transformation has been investigated and a scheme of the transformation has been proposed. Hardness of alloy aged at different regimes has been evaluated.

3. Ключевые слова:

О-ФАЗА, АЛЮМИНИДЫ ТИТАНА, СТАРЕНИЕ, ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ, СТРУКТУРА, ТИТАНОВЫЕ СПЛАВЫ.

O-PHASE, TITANIUM ALUMINIDES, AGEING, PHASE TRANSFORMATIONS, STRUCTURE, TITANIUM ALLOYS

4. Тема отчета:

Исследование влияния различных температурно-временных параметров термической обработки на структурные и фазовые превращения, а также формирование комплекса свойств при нагреве закаленных водородсодержащих сплавов на основе орторомбического алюминида титана Ti_2AlNb .

Investigation of the effect of different time-temperature parameters of heat treatment on the structural and phase transformations, and on the formation of properties in the course of heating of quenched hydrogen-containing alloys on the base of orthorhombic titanium aluminide Ti_2AlNb .

СОДЕРЖАНИЕ

| | |
|---|----|
| ВВЕДЕНИЕ | 3 |
| МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА | 4 |
| РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ | 5 |
| ЗАКЛЮЧЕНИЕ | 16 |
| СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ | 17 |

ВВЕДЕНИЕ

На сегодняшний день одними из наиболее технологичных и перспективных для использования в аэрокосмической технике являются сплавы на основе орторомбического алюминиды титана Ti_2AlNb (О- фазы), комплекс эксплуатационных свойств которых определяется режимом упрочняющей термической обработки, включающей закалку и старение. Ранее нами были исследованы стадийность и температурные интервалы фазовых превращений при нагреве закаленного сплава на основе Ti_2AlNb [1], однако остаются малоизученными процессы распада метастабильных фаз в О- сплавах. Особый интерес представляет протекание $\alpha_2 \rightarrow O$ - превращения при старении сплавов системы Ti-Al-Nb после закалки, поскольку до сих пор нет единого мнения относительно механизма его реализации: ряд авторов считает, что это превращение протекает путем двойникования с образованием промежуточных фаз [2] или без него [3 - 5], другие – что механизм превращения является диффузионным и контролируется перераспределением ниобия [6 - 8], в результате чего обедненные ниобием области остаются α_2 - фазой, а обогащенные трансформируются в О- фазу.

Кроме того, трансформация структуры сплава в ходе $\alpha_2 \rightarrow O$ - превращения может приводить к различной морфологии образующейся О- фазы: в сплавах исследуемой системы, содержащих до 14 ат. % ниобия, наблюдали как колонии пластин О- фазы различной ориентировки внутри исходной α_2 - пластины, [7], так и мелкодисперсные выделения О- фазы на периферии α_2 - пластин [8].

Таким образом, приведенные выше данные носят противоречивый характер, показывая, что стадийность и структурные особенности превращений при старении О- сплавов изучены недостаточно, поэтому целью данной работы было исследование формирования структуры и фазового состава закаленного О- сплава при старении.

МАТЕРИАЛ И МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

Материалом исследования служили цилиндрические заготовки диаметром 20 мм, выточенные из центральной части слитка титанового сплава на основе интерметаллида Ti_2AlNb (О-фазы) состава $\text{Ti-24,3Al-24,8Nb-1,0Zr-1,4V-0,6Mo-0,3Si}$ (ат. %).

Образцы сплава были закалены в воду с температуры 900 °С. При выборе температуры закалки (900 °С) были приняты во внимание данные работы [9], где показано, что при этой температуре не происходит роста β - зерна и в структуре фиксируется достаточная объемная доля β - фазы, способная к распаду при последующем старении. Выбор режимов старения закаленных сплавов основывался на данных термического анализа [1] и планируемых условиях эксплуатации. Поскольку рекомендуемая по литературным данным [10] рабочая температура исследуемых сплавов не превышает 700 °С, было решено исследовать процесс старения сплава при 700 °С. Кроме того, для оценки стабильности β - фазы к $\beta \rightarrow \text{O}$ - превращению было проведено старение при 600 °С. Старение при обеих температурах проводили в течение 1, 2 и 4 часов.

Исследование микроструктуры сплава осуществляли методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) на микроскопах Jeol 2100 и Jeol 200CX при ускоряющем напряжении 200 кВ.

МикродюрOMETрические измерения проводили с помощью приставки к микроскопу Neophot 21 при нагрузке 100 г. Погрешность измерения микротвердости составила ± 30 МПа.

Рентгеноструктурный фазовый анализ (РСФА) проводили на дифрактометре Bruker D8 Advance в K_α медном излучении с применением энергодисперсионного детектора и щелей Соллера. Съемка велась в интервале углов $2\theta = 20 \dots 85^\circ$ методом шагового сканирования, шаг 0,05 град, время на шаг - 3 с.

РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТА И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

В таблице 1 приведены данные РСФА об изменении фазового состава сплава после закалки и старения при различных режимах. Как видно из таблицы, при закалке сплава фиксируется трехфазное ($O + \beta + \alpha_2$)- состояние. При старении при температуре 700 °С в течение 1 часа реализуется $\alpha_2 \rightarrow O$ - превращение и сплав переходит в двухфазное ($O + \beta$)- состояние, которое сохраняется при увеличении времени выдержки до 4 часов. Также при этой температуре наблюдается интенсивный распад метастабильного β - твердого раствора.

Понижение температуры старения до 600 °С, во-первых, увеличивает инкубационный период до начала протекания $\alpha_2 \rightarrow O$ - превращения и, во-вторых, замедляет процесс распада β - твердого раствора, в результате чего сплав сохраняет трехфазную структуру в течение 1- и 2-часовой выдержки.

Таблица 1

Фазовый состав сплава после закалки и различных режимов старения

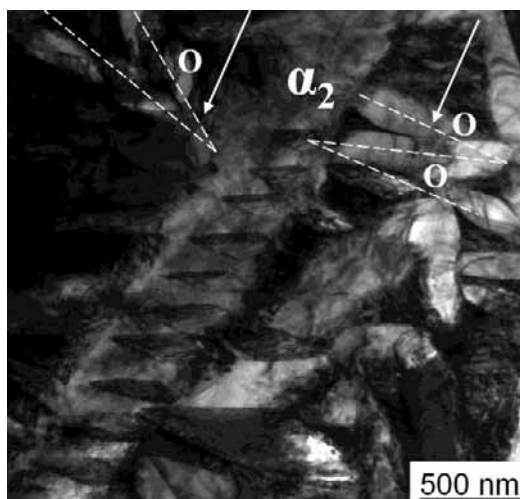
| Т _{ст} , °С | время выдержки, ч | фазовый состав |
|----------------------|-------------------|----------------------------|
| | закалка | $\alpha_2 + O + \beta$ [1] |
| 600 | 1 | $\alpha_2 + O + \beta$ |
| | 2 | |
| | 4 | $O + \beta$ |
| 700 | 1 | $\alpha_2 + O + \beta$ |
| | 2 | $O + \beta$ |
| | 4 | |

По периодам решетки O- фазы были рассчитаны объемы ее элементарных ячеек, приходящихся на один атом, в состаренных сплавах. Согласно расчетам, объем элементарной ячейки O- фазы, приходящийся на 1 атом, в закаленном и состаренном

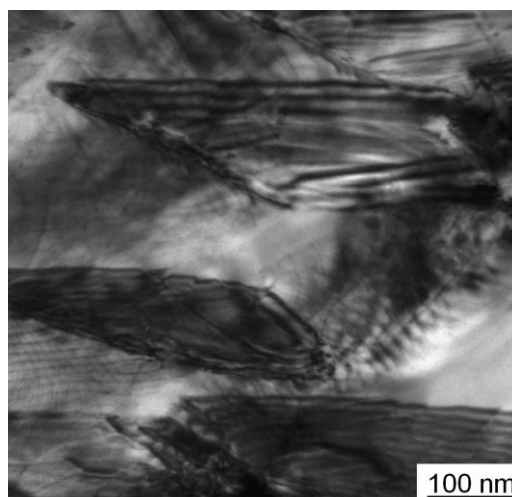
состоянии при обеих температурах старения в течение 4 часов составил $16,866 \cdot 10^{-30} \text{ м}^3$ и $16,943 \cdot 10^{-30} \text{ м}^3$, соответственно. Это увеличение, по нашему мнению, может быть связано с увеличением растворимости ниобия в О- фазе при температурах старения по сравнению с температурой закалки.

Структура закаленного сплава была подробно нами описана в работе [9], где мы наблюдали пластинчатые выделения α_2 - и О- фаз различной дисперсности, равномерно распределенные по всему объему β - твердого раствора, наиболее крупные из которых были идентифицированы как α_2 –фаза, более мелкие как О –фаза. Также отмечалось, что β - фаза упорядочена по типу В2 и располагается в виде тонких прослоек между пластинами, а ее объемная доля составила порядка 50%. Было отмечено, что в ходе нагрева под закалку при $\beta \rightarrow \text{О}$ - превращении мелкие пластины О-фазы растворяются, сохраняются только относительно крупные пластины [9].

В ходе старения сплава при температуре 700 °С распад β - фазы протекает достаточно интенсивно с образованием пластин О- фазы. Стоит отметить, что формируется особый тип взаимного расположения выделений О-фазы: на рисунке 1а приведен участок тонкой структуры сплава, где видны зигзагообразные ансамбли пластин О-фазы (отмечены пунктирными линиями стрелками), сформированные при старении в течение 1 часа при температуре 700 °С.



а



б

Рисунок 1. Тонкая структура сплава после старения при 700 °С в течение 1 часа при разных увеличениях

В работе [11] приведены расчеты, показывающие, что образование ансамблей закономерно расположенных кристаллов новой фазы внутри исходной фазы является одним из путей уменьшения полей напряжений в ней. Такими энергетически выгодными формами ансамблей кристаллов являются зигзаг, либо пакет параллельных одинаковых пластин. Для подобного рода ансамблей пластин применяется термин «фермообразные» группы (фермы). В случае зигзагообразной фермы, если энергия суммарного поля соединения двух кристаллов (в вершине образуемого ими двугранного угла) меньше суммарной энергии полей каждого кристалла, такое соединение является энергетически выгодным. При этом в зависимости от определенных параметров выгодным будет соединение с образованием острого или тупого угла [11]. Как видно из рисунка 1а, в рассматриваемом случае образующиеся в ходе старения пластины О- фазы образуют острый угол величиной около 20° . Образуя ферму, эти пластины изменяют состояние β -матрицы, в результате чего рост соседних пластин О- фазы оказывается взаимосвязанным и происходит образование аналогичных ферм.

Сравнительный анализ ПЭМ-изображений с различных участков фольги показал, что количество «фермообразных» групп пластин О- фазы достаточно велико, при этом вновь образующиеся пластины О- фазы взаимодействуют с другими пластинами, в частности, с крупными пластинами α_2 - фазы, приводя к изменению внутренней структуры последних. На рисунке 1 видно, что в теле крупной α_2 - пластины присутствуют расположенные через равные расстояния образования, муаровый контраст на которых говорит о том, что это, скорее всего, тонкие пластинки.

В работе [12, стр. 61] упоминается, что для некоторых высокопрочных титановых сплавов при старении характерно появление подобной субструктуры внутри α - кристаллов, при этом наблюдается значительное усложнение микроэлектроннограмм и появление «лишних» рефлексов. В этой работе также говорится о том, что тонкие пластинки внутри α - кристаллов являются микродвойниками типа $\{101\}$. Вероятно, в кристаллах, имеющих упорядоченную гексагональную решетку (α_2) также могут возникать микродвойники. В работе [4] показано, что в сплавах с содержанием ниобия порядка 14 ат. % Nb при $\alpha_2 \rightarrow \text{О}$ - превращении О- фаза образуется диффузионным путем в виде тонких пластинчатых доменов, имеющих двойниковую ориентацию. Морфология наблюдаемых на рисунке 1б тонких пластинок внутри пластины α_2 - фазы характерна для микродвойников, однако, на микроэлектроннограмме, полученной с участка аналогичной α_2 - пластины (рисунк 2), двойниковую ориентацию выделить не удалось.

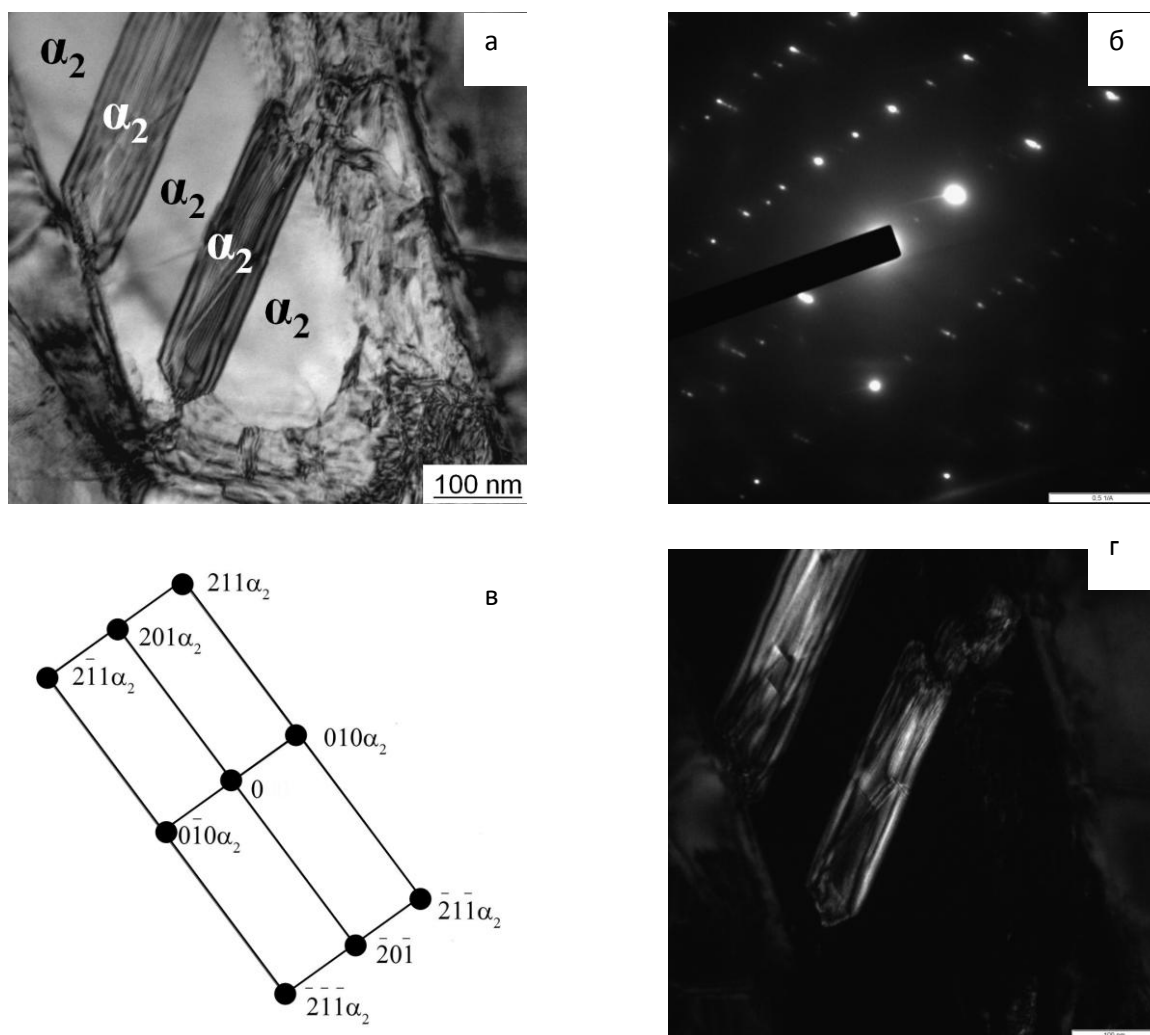


Рисунок 2. Тонкая структура сплава после старения при 700 °С в течение 1 часа:

а - светлое поле; б - электронограмма с «а» и ее расшифровка; в – расшифровка с

«б»; г – темное поле в свете рефлекса $[201]\alpha_2$. Ось зоны $[\bar{1}02]\alpha_2$

Также в ходе ПЭМ-исследований были обнаружены другой тип пластин, обладающий контрастом, аналогичным вышеописанному, однако расшифровка микроэлектронограмм показала, что участки, имеющие разный контраст имеют разный тип решетки: на рисунке 3а светлые полосы являются α_2 - фазой, а темные – О- фазой. Обнаруженный в структуре третий тип пластин, обладающий схожим контрастом, представляет собой пакет параллельных пластин О- фазы (рисунок 4).

Очевидно, описанные типы структур связаны с различными стадиями протекания $\alpha_2 \rightarrow \text{О}$ - превращения в исследуемом сплаве.

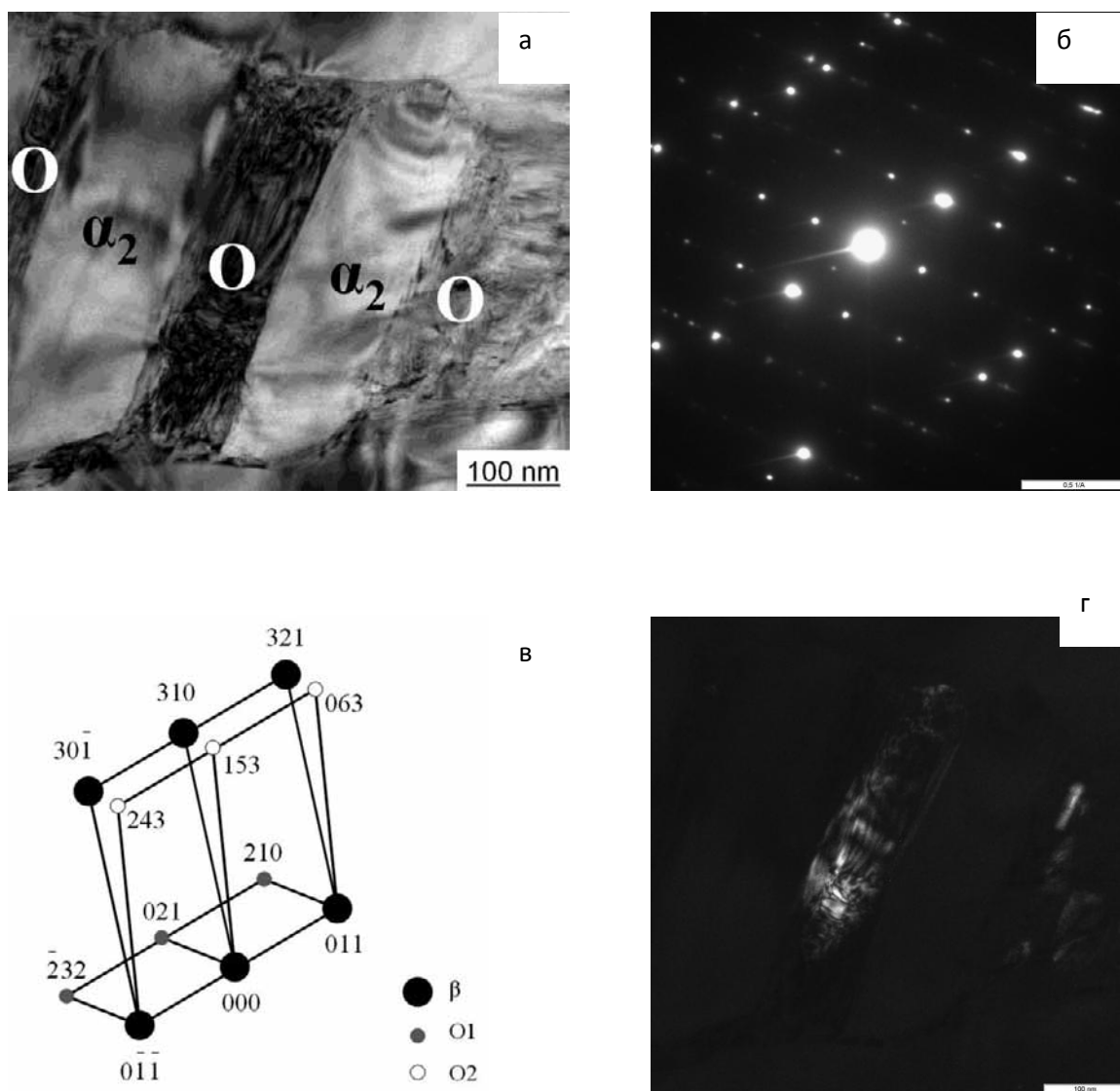


Рисунок 3. Тонкая структура сплава после старения при 700 °С в течение 1 часа:

а - светлое поле; б - электронограмма с «а»; в – расшифровка с «б»; г – темное поле

в свете рефлекса $[021] O1$. Оси зон: $[1\bar{3}3] \beta$, $[\bar{1}2\bar{4}] O1$, $[11\bar{2}] O2$

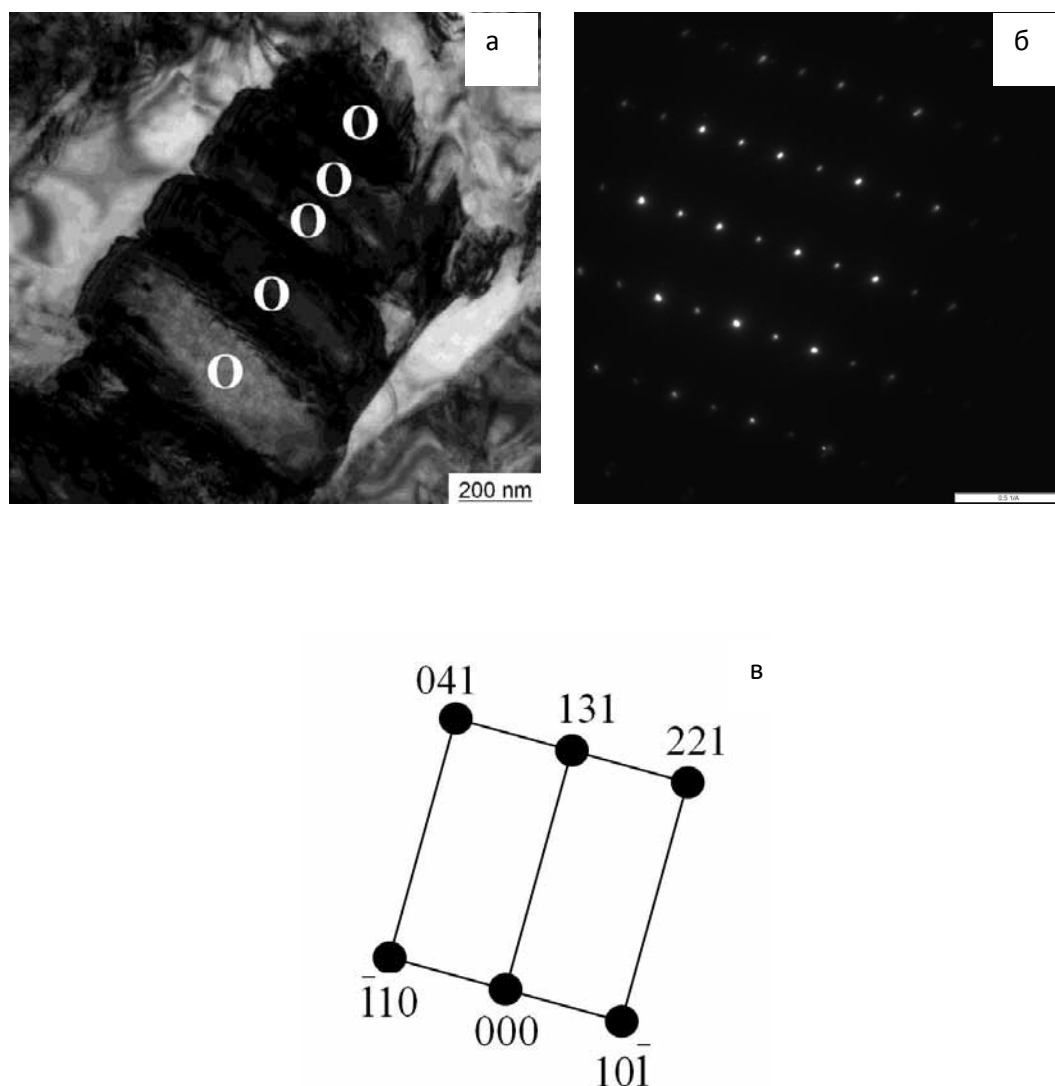


Рисунок 4. Тонкая структура сплава после старения при 700 °С в течение 1 часа: а - светлое поле; б - электронограмма с «а»; в – расшифровка с «б». Ось зоны $[\bar{1} \bar{1} 4]$ О

Анализ результатов предыдущих исследований показал, что в сплавах с меньшим содержанием ниобия по сравнению с исследуемым составом [7] наблюдали формирование аналогичной структуры, однако в этом случае колонии пластин О- фазы, трансформировавшиеся из α_2 , имеют несколько вариантов ориентировок внутри одной α_2 - пластины. В работе [8] мелкодисперсные выделения О- фазы наблюдали в основном на периферии α_2 - пластин. В работах [2, 7, 8] отмечается, что ведущую роль при $\alpha_2 \rightarrow$ О- превращении играет диффузия ниобия, в результате чего обедненные ниобием области остаются α_2 - фазой, а обогащенные трансформируются в О- фазу. Авторы работы [7]

считают, что подобное расслоение по ниобию происходит из-за пересыщения α_2 - фазы ниобием вследствие введения в сплав таких сильных β - стабилизирующих элементов, как ванадий и молибден. Известно [13, 14], что при температуре ниже 900 °С растворимость ниобия в α_2 - фазе составляет 9...12 ат. %, в связи с этим в случае пересыщения ниобием α_2 - фаза не может сохранять гексагональную решетку и трансформируется в О- фазу. В работе [15] показано, что в системе $\text{Ti}_3\text{Al-Nb}$ эта трансформация является энергетически выгодной: на кривой свободной энергии сплава Ti-25Al-12,5Nb (ат. %), возрастающей с увеличением содержания ниобия, при определенной его концентрации появляется перегиб, соответствующий смене типа решетки с ГПУ на орторомбическую, и кривая становится более полой. Очевидно, в сплавах с большим содержанием ниобия вид кривой аналогичен вышеописанному.

Что касается формирования структуры при старении исследуемого сплава, то мы полагаем, что в результате взаимодействия выделяющихся вторичных пластин О- фазы с α_2 - пластинами в последних появляются дефекты упаковки, которые могут самопроизвольно поглощать ниобий, понижая свою энергию [16]. Таким образом, внутри пластины α_2 - фазы образуются области, обогащенные ниобием, подобные атмосферам Сузуки. В работе [17] показано, что в сплаве Co-1Nb (ат. %) состав сегрегации ниобия на дефекте упаковки может выходить за границу растворимости и служить готовым зародышем интерметаллидной фазы Co_2Nb . Такой зародыш может расти в ширину подобно двойникованию. Мы полагаем, что на рисунках 1 и 2 наблюдаются образования подобного типа.

Очевидно, в ходе старения исследуемого сплава вследствие перераспределения ниобия между дефектами упаковки (ДУ) и собственным телом α_2 - пластин, которое сопровождается повышением содержания ниобия в дефекте упаковки, в определенный момент его концентрация в ДУ достигает критической и в этой области происходит смена типа решетки с упорядоченной ГПУ на орторомбическую с образованием зародыша О- фазы. Рост зародыша в ходе старения сопровождается обеднением прилегающих областей α_2 - пластин по ниобию, что позволяет им сохранять ГПУ-решетку определенный промежуток времени. В результате образования и роста нескольких зародышей О- фазы внутри одной пластины α_2 - фазы последняя оказывается «разбитой» на последовательно чередующиеся домены О- и α_2 - фаз (рисунок 3). Расчеты, приведенные в работе [11], подтверждают, что в случае образования новой фазы энергетически выгодным является образование так называемых «полисинтетических областей», представляющих собой

конгломерат правильно чередующихся плоскопараллельных доменов¹. В этом случае понижение энергии взаимодействия образующейся и исходной фаз происходит за счет образования междоменных границ и создания микроискажений в местах выхода доменов на межфазные границы. На [рисунке 3](#) по краям доменов О- фазы наблюдается характерная «бахрома», которая, по нашему мнению, связана с образованием дислокаций ориентационного несоответствия (ДОН), компенсирующих напряжения на межфазной границе.

На следующем этапе $\alpha_2 \rightarrow \text{О}$ - превращения в домены, соседствующие с доменами О- фазы и остававшиеся ранее α_2 - фазой, начинается приток ниобия из матричной β - фазы, которая, как отмечалось выше, обогащена более сильными (ванадий и молибден), чем ниобий, β - стабилизаторами. Как и при образовании зародыша О- фазы, домены α_2 - фазы пересыщаются ниобием и происходит смена типа их решетки с ГПУ на орторомбическую, возникают зародыши О- фазы, происходит их рост и $\alpha_2 \rightarrow \text{О}$ - превращение завершается: образовавшаяся О- фаза становится равновесной, края ее пластин принимают округлую форму, напряжения релаксируют. На [рисунке 4](#) приведена структура, сформировавшаяся на заключительном этапе $\alpha_2 \rightarrow \text{О}$ - превращения.

Таким образом, в ходе старения сплава трансформация структуры в ходе $\alpha_2 \rightarrow \text{О}$ - превращения происходит в несколько этапов: сначала в теле первичных α_2 - пластин образуются дефекты упаковки, которые начинают самопроизвольно поглощать ниобий из прилегающих областей, затем по достижении его критической концентрации происходит трансформация решетки из ГПУ в орторомбическую, т.е., образование зародыша О- фазы, и его рост. При этом исходная α_2 - пластина «разбивается» на конгломерат последовательно чередующихся доменов О- и α_2 - фаз. Далее в области, остававшиеся α_2 - фазой, начинается приток ниобия из β - фазы, происходит образование зародыша О- фазы его рост, аналогичные вышеописанному. Развитие процесса приводит к исчезновению доменов α_2 - фазы и трансформации исходной α_2 - пластины в пакет пластин О- фазы.

Предложенная нами схема протекания $\alpha_2 \rightarrow \text{О}$ - превращения приведена на [рисунке 5](#).

¹ «В данном случае под понятием «домен» подразумеваются области кристалла с однородной атомно-кристаллической структурой, закономерным образом повернутые относительно друг друга»

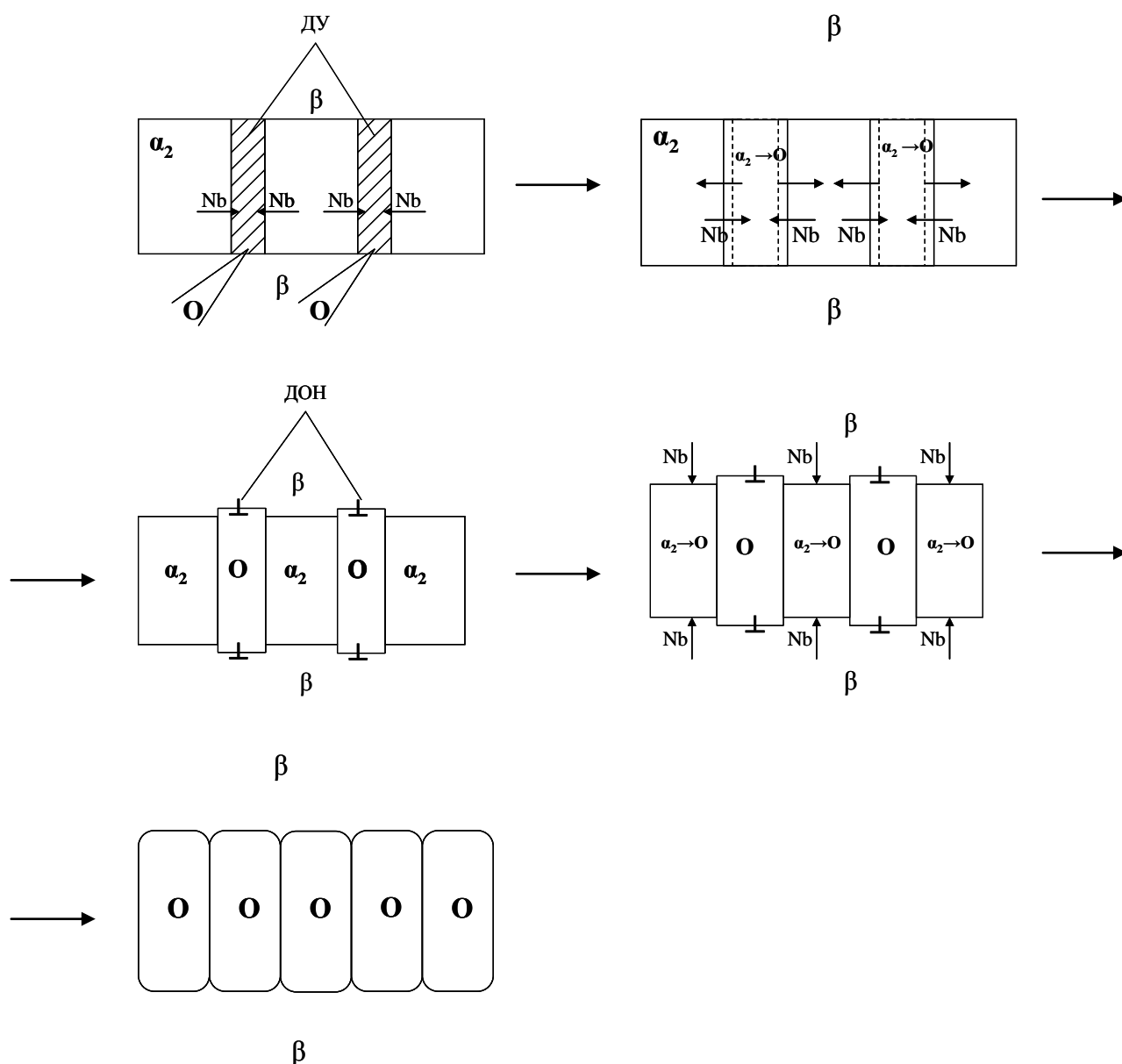


Рисунок 5. Схема протекания $\alpha_2 \rightarrow O$ -превращения

Помимо протекания $\alpha_2 \rightarrow O$ -превращения было также обнаружено, что при старении при температуре 700 °С происходит распад β -фазы, зафиксированной закалкой в виде матричных прослоек. Образующиеся в результате $\beta \rightarrow O$ -превращения пластины O-фазы располагаются между O-пластинами более крупных размеров. На рисунке 6 приведен участок структуры, претерпевший $\beta \rightarrow O$ -превращение. Видно, что пластины O-фазы имеют толщину порядка нескольких десятков нанометров и широкий спектр ориентировок. Увеличение времени выдержки способствует более активному протеканию распада метастабильного β -твердого раствора.

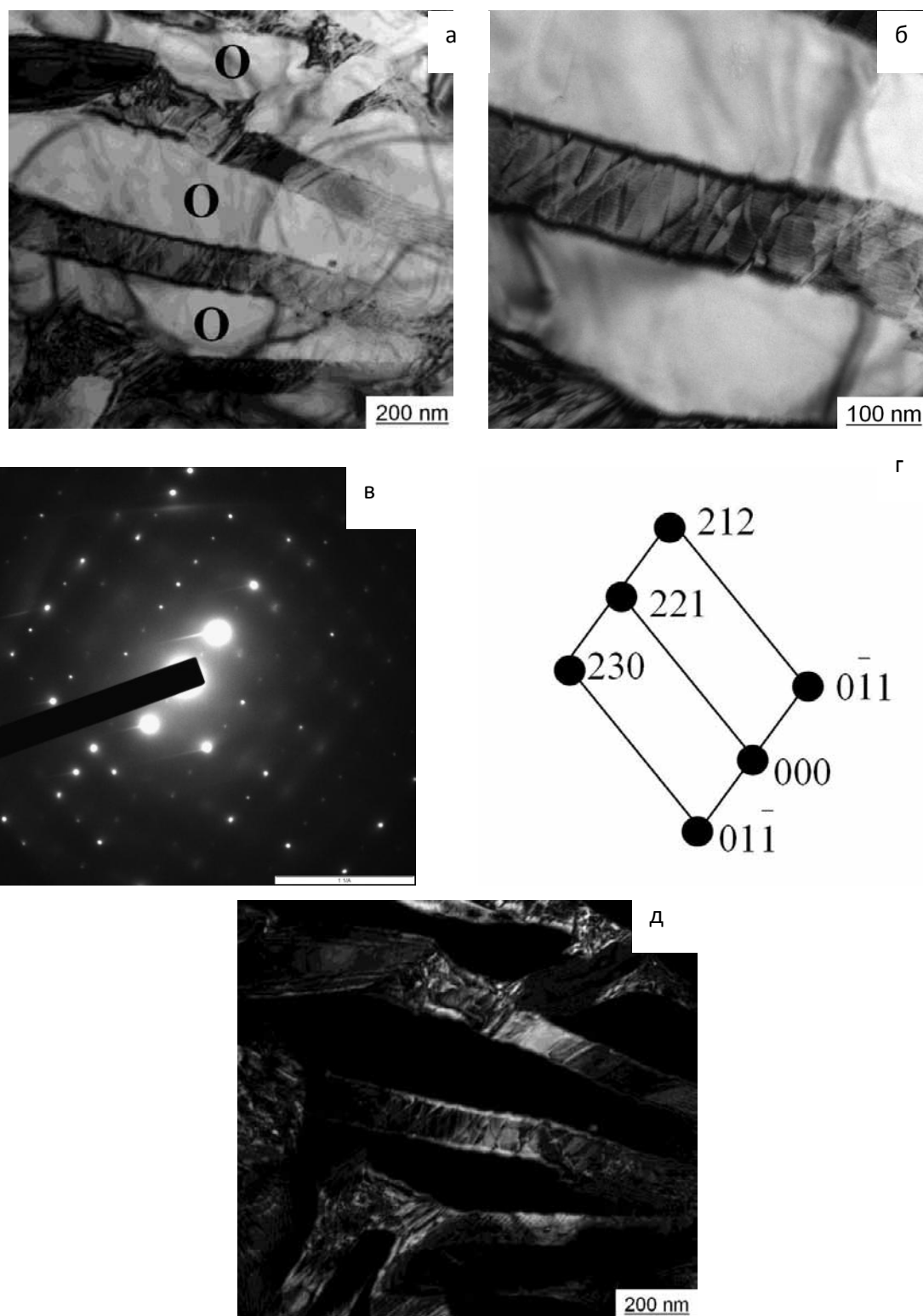


Рисунок 6. Тонкая структура сплава после старения при 700 °С

в течение 1 часа: а, б - светлое поле при разных увеличениях; в - электронограмма с «а»; г- расшифровка с «в»; д – темное поле в свете рефлекса $[0\ 2\ \bar{2}]$ О. Ось зоны $[3\ 2\ \bar{2}]$

О полноте и интенсивности протекания процессов распада в закаленном сплаве при старении судили также по изменению микродюрометрических характеристик. В закаленном состоянии микротвердость сплава составила 4270 ± 30 МПа. Старение при 700°C интенсифицирует распад β - твердого раствора, что приводит к повышению микротвердости на 320 МПа после старения в течение 1 часа и дальнейшему повышению еще на 50 МПа при увеличении выдержки до 4 часов.

Старение исследуемого сплава при температуре 600°C показало, что распад β - твердого раствора протекает неинтенсивно. При малых временах выдержки (1 и 2 часа) структура сплава остается преимущественно подобной закаленному состоянию, объемная доля β - фазы меняется незначительно. В структуре сплава зафиксировано выделение тонких вторичных пластин О- фазы и сохранение участков β - фазы, не претерпевшей распад.

В отличие от старения при температуре 700°C , когда протекание $\alpha_2 \rightarrow \text{O}$ - превращения наблюдалось при старении в течение 1 часа, при температуре старения 600°C это превращение наблюдается только при увеличении времени выдержки до 4 часов. Также в структуре сплава при этой обработке зафиксировано образование зигзагообразных ферм пластин О- фазы, однако их количество гораздо меньше, чем при старении при более высокой температуре.

Старение при 600°C не оказывает значительного влияния на микротвердость сплава, приводя к незначительному повышению микротвердости на 180 МПа и сохранению этого значения при всех исследованных временах выдержки.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Таким образом, в ходе проведенных исследований получены следующие результаты:

1. Обнаружено в ходе старения сплава при обеих исследованных температурах формирование особого типа взаимного расположения вторичных пластин О-фазы – «фермообразных» групп (ферм) зигзагообразной формы. Взаимодействие этих ферм с пластинами α_2 - фазы оказывает влияние на их внутреннюю структуру, инициируя $\alpha_2 \rightarrow \text{О}$ - превращение.
2. Исследована стадийность трансформации структуры в ходе $\alpha_2 \rightarrow \text{О}$ - превращения, предложена схема превращения. Показано, что $\alpha_2 \rightarrow \text{О}$ - превращение проходит в несколько этапов: образование дефектов упаковки в теле α_2 - пластины \rightarrow приток ниобия в них \rightarrow смена типа решетки с ГПУ на орторомбическую (образование зародышей О- фазы) \rightarrow разбиение исходной пластины α_2 - фазы на последовательно чередующиеся домены О- и α_2 - фаз \rightarrow приток ниобия в домены α_2 - фазы \rightarrow смена типа решетки с ГПУ на орторомбическую \rightarrow трансформация исходной α_2 - пластины в пакет пластин О- фазы \rightarrow релаксация напряжений.
3. В ходе старения обнаружено увеличение объема элементарной ячейки О- фазы, приходящийся на 1 атом, что связано, по нашему мнению, с увеличением растворимости ниобия в О- фазе при температурах старения по сравнению с температурой закалки.
4. Показано, что старение при 700 °С приводит к монотонному повышению микротвердости сплава на 300 МПа по сравнению с закаленным состоянием и составляет 4650 ± 30 МПа после выдержки 4 часа при этой температуре, а старение при 600 °С не оказывает значительного влияния на микротвердость сплава.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Хаджиева О.Г., Илларионов А.Г., Попов А.А., Гриб С.В. Влияние водорода на структуру закаленного сплава на основе орторомбического алюминиды титана и фазовые превращения при последующем нагреве // ФММ. 2013. Т. 114. №6, (в печати).
2. K. Muraleedharan, D. Banerjee, S. Banerjee and S. Lele Phase stability and ordering behaviour of the O-phase in Ti-Al-Nb alloys // Philosophical Magazine 1995a, 71. P. 1011
3. Y. H. Wen, Y. Wang, L. A. Bendersky and L. Q. Chen Microstructural evolution during the $\alpha_2 \rightarrow \alpha_2 + \text{O}$ transformation in Ti-Al-Nb alloys: phase-field simulation and experimental validation // Acta Materialia. 2000. Vol 48. P.4125-4135.
4. Bendersky, L.A., Roytburd, A., Boettinger, W.J. Phase transformations in the (Ti, Al)₃-Nb section of the TiAlNb system-I. Microstructural predictions based on a subgroup relation between phases // Acta Metallurgica Et Materialia. 1994. Vol. 42. N 7. P. 2323-2335.
5. Казанцева Н. В., Демаков С.Л., Попов А.А. Микроструктура и пластическая деформация орторомбических алюминидов титана Ti₂AlNb. IV Образование двойников превращения при переходе $\alpha_2 \rightarrow \text{O}$ // ФММ. 2007. №4, с. 406-412.
6. Wu, Y., Zhen, L., Yang, D.Z., Mao, J.F. TEM observation of the α_2/O interface in a Ti₃Al-Nb alloy // Materials Letters. 1997. Vol.32. P. 319-323.
7. Ying Wu, De Zhuang Yang, Gui Ming Song The formation mechanism of the O phase in a Ti₃Al-Nb alloy // Intermetallics 8. 2000. P. 629-632.
8. X. Pierron; M.De Graef; A. W. Thompson On the effect of hydrogen on the microstructure of α_2 -Ti₃Al + Nb alloys // Philosophical Magazine A. 1998. V 77 № 6. P. 1399 — 1421
9. Попов А.А., Илларионов А.Г., Гриб С.В., Демаков С.Л., Карабаналов М.С., Елкина О.А. Фазовые и структурные превращения в сплаве на основе орторомбического алюминиды титана // ФММ, 2008. Т. 106. № 4, с. 414-425.
10. Польшкин И.С., Колачев Б.А., Ильин А.А. Алюминиды титана и сплавы на их основе // Технология легих сплавов. 1997. №3. С. 32 - 39.
11. Ройтбурд А.Л. Теория формирования гетерофазной структуры при фазовых превращениях в твердом состоянии // Успехи физических наук. 1974. Т. 113, вып. 1
12. Титановые сплавы. Металлография титановых сплавов. // М., «Металлургия», 1980. с. 61.
13. H.T. Kestner-Weykamp, C.H. Ward, T.F. Broderick, M.J. Kaufman Microstructures and phase relationships in the Ti₃Al + Nb system// Scr. Metallurgica, 1989. Vol. 23, pp 1697-1702.

14. Boehlert C.J., Majumbar B.S., Seetharaman, Miracle D.B. Part I. The microstructural evolution in Ti- Al-Nb O + Bcc orthorhombic alloys // *Met. And Mater. Trans. A*. 1999. V. 30 A. P. 2305...2323
15. *D. Banerjee, A. Gogia, T.K. Nandy and V.A. Joshi* A new ordered orthorhombic phase in a Ti₃Al-Nb alloy // *Acta metal*. 1988. V. 36, № 4, pp. 871-882.
16. *Штремель М.А.* Прочность сплавов. Часть I. Дефекты решетки: учебник для вузов. 2-е изд., перераб и доп. М.: МИСИС, 1999. с. 211.
17. *Herschitz R., Seidman D.N.* Atomic resolution observations of solute-atom segregation effects and phase transitions in stacking faults in dilute cobalt alloys—I. Experimental results // *Acta Metallurgica*, 1985. V. 33, № 8. Pp 1547–1563